

УДК 620.178

КОНТАКТНОЕ ИЗНАШИВАНИЕ ПОЛУТЕПЛОСТОЙКИХ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ X12M И X12MФ С ПОВЕРХНОСТНО-МОДИФИЦИРОВАННЫМ СЛОЕМИ. Н. СТЕПАНКИН^{а+}, Е. П. ПОЗДНЯКОВ^а, Д. В. КУИС^б

Представлены результаты исследований контактного изнашивания поверхностных слоёв сталей X12M и X12MФ при действии пульсирующих нагрузок. Показаны различия в износостойкости поверхностных слоёв материалов, во взаимосвязи с режимами синтеза их структуры и свойств. Выявлены особенности эволюции структуры модифицированных слоёв, упрочнённых нитроцементацией. Определены режимы термохимической обработки для достижения максимальной стойкости к воздействию пульсирующих контактных напряжений.

Ключевые слова: контактное изнашивание, поверхностно-упрочнённый слой, инструментальные штамповые стали X12M и X12MФ.

Введение. Одним из наиболее распространённых факторов, ограничивающих наработку на отказ инструмента для обработки давлением, является контактное изнашивание его рабочих поверхностей [1]. Интенсивность образования питтингов определяется уровнем возникающих в подслое касательных напряжений, вызывающих протекание микродеформаций на глубине 0,2—0,4 мм от поверхности [2]. Происходящая при этом эволюция структуры поверхностного слоя включает в себя этапы образования внутрикристаллических дефектов и их рост, который завершается образованием трещин контактной усталости [3]. Одним из действенных способов повышения контактной выносливости является поверхностная модификация наружного слоя материала, при которой глубина упрочнённого слоя оказывается заведомо большей, чем глубина, на которой возникают опасные по величине напряжения [4]. Для композиционных металлических материалов, к которым можно отнести диффузионно-упрочнённые слои легированных сталей, большую роль в механизме зарождения и распространения трещин контактной усталости играют также особенности структуры модифицированного слоя [5]. Его свойства, формирующиеся в результате взаимодействия таких фаз композиционного материала как неметаллические включения и металлическая матрица в виде твёрдого раствора, оказывают дополнительное влияние на интенсивность микропластических деформаций и, соответственно, стойкость металла к контактному изнашиванию.

Многочисленные исследования по оценке контактной выносливости металлических материалов, а также их расчётная проверка, во многом ориентированы на проекционный критерий определения предельного состояния повреждений рабочей поверхности детали по 50%-ной площади питтингов и адаптированы к зубчатым колёсам с эвольвентным профилем [2, 4, 5]. Закономерное изнашивание рабочего слоя, допускаемое при эксплуатации штампового инструмента, требует получения информации о способности всего упрочнённого слоя противостоять изнашиванию на глубину порядка 0,5...0,6 мм, которая, как правило, является предельной погрешностью при изготовлении деталей холодной штамповкой. Подобный подход делает актуальным изучение механиз-

^а Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого. Беларусь, 246746, г. Гомель, просп. Октября, 48.

^б Белорусский государственный технологический университет. Беларусь, 220006, г. Минск, ул. Свердлова, 13а.

⁺ Автор, с которым следует вести переписку. e-mail: igor-stepankin@mail.ru.

ма и интенсивности контактного изнашивания штамповых сталей с упрочнённым слоем в условиях, приближенных к эксплуатации штампового инструмента.

Цель работы — исследовать влияние контактного изнашивания поверхностных слоёв сталей X12M и X12MФ, сформированных на предварительной стадии с последующей закалкой и отпуском, при действии пульсирующих контактных напряжений.

Материалы и методы исследований. Экспериментальную оценку контактного изнашивания проводили на оригинальной установке для испытания материалов на контактную усталость и износ [6]. Установка обеспечивает контактное нагружение торцевой поверхности плоской части образца за счёт его прокатывания по рабочей поверхности дискового контртела с линейной скоростью 0,035 м/с. Для моделирования контактного взаимодействия при трении без проскальзывания, контртело в виде диска крепится на шарикоподшипнике в державке штока, а образец с плоской рабочей поверхностью — в ячейке вращающейся планшайбы. Перемещение образца по круговой траектории при встрече с подпружиненным штоком, на котором закреплён диск контртела, вызывает его проворачивание, исключая проскальзывание на контактных поверхностях. В нижней точке траектории рабочая часть образца окунается в поддон с технологической смазкой “Росойл-ШОК” ТУ 0258-001-06377289-94. Материал контртела — сталь Р6М5 твёрдостью 64—65 HRC. Ширина дискового контртела и толщина рабочей части образца позволяют точно рассчитать площадь контактной поверхности, а схема нагружения реализует пульсирующее контактное нагружение по “полоске”. Подобный подход применяется при исследовании изнашивания материалов, как в условиях качения, так и скольжения в зоне контакта [7].

Боковые поверхности рабочей части образцов, для изучения структурных изменений в поверхностном слое металла, полируют. Оценка износа образца проводят путём прямого замера глубины лунки износа с помощью индикатора часового типа с точностью 0,01 мм. Полученные значения сравнивают с результатами измерения на инструментальном микроскопе при 50-ти кратном увеличении. Каждая партия, подвергнутая испытаниям, состоит из 8-ми образцов. Статистическую обработку результатов испытаний проводят путём интервальной оценки математического ожидания величины износа с помощью критерия Стьюдента при доверительной вероятности 0,9.

Упрочнение поверхностного слоя полутеплостойких штамповых сталей осуществляли посредством нитроцементации в среде древесного угля, модифицированного мочевиной. Химико-термическую обработку осуществляли на предварительной стадии при температуре 560 °С, на протяжении 90 часов. Затем образцы извлекали из контейнеров и не охлаждая нагревали до температуры закалки. Окончательным переходом термохимической операции являлся отпуск при температуре 200 °С.

Структурные исследования осуществляли с помощью оптического микроскопа Метам РВ-22.

Результаты исследований и их обсуждение. Температура закалки образцов составляла 1060 °С, 1080 °С, 1100 °С и 1130 °С. Указанные значения выбирались с учётом известных данных, согласно которым нагрев под закалку высокохромистых сталей для максимального растворения карбидов типа M_7C_3 должен проводиться с температур 1070—1080 °С и более [8]. Дальнейшее формирование заданного комплекса свойств, включающих твёрдость не ниже 56HRC и высокую ударную вязкость, обеспечивает многократный отпуск. В работе [9] предложено на первом этапе проводить “предварительный” отпуск при температурах 400—420 °С для выделения мелкодисперсных карбидов цементитного типа $(Fe, Cr)_3C$, которые в последующем должны стать центрами для формирования вторичных карбидов типа $Cr_{23}C_6$ и Cr_7C_3 при проведении трёхкратного отпуска в температурном диапазоне 520—540 °С. Последний из отпусков авторы работы предлагали совмещать с азотированием или карбонитрацией. В рассматриваемом случае, как уже указывалось выше, процедуру одновременного насыщения поверхности азотом и углеродом совместили с предварительным нагревом заготовок, что позволило избежать необходимости проведения предварительного отпуска при температуре 400—420 °С, т. к. в поверхностном слое металла за счёт образования мелкодисперсных нитридов

(карбонитридов) будут сформированы центры кристаллизации вторичной карбидной фазы. При этом следует отметить, что выделение вторичных карбидов может происходить не только в процессе дисперсионного твердения при нагреве до температур свыше 520 °С, но и при динамическом старении материала, которое протекает при контактном нагружении твёрдого раствора, содержащего остаточный аустенит [10]. Следовательно, во-первых, отпадает необходимость проведения трёхкратного отпуска, который можно заменить однократным при температуре 200 °С. Во-вторых, эффект дисперсионного твердения, протекающий за счёт диссипации энергии микропластической деформации твёрдого раствора может позитивно сказаться на стойкости материала к воздействию контактного нагружения. С учётом повышенных температур закалки остаётся решить задачу ограничения уровня остаточного аустенита, как в поверхностном слое, так и в сердцевине, что решено с помощью криогенной обработки, проводимой непосредственно после закалки.

Окончательный режим термохимической обработки представлял собой следующую последовательность переходов:

1. Нитроцементация при температуре 560 °С в течении 90 часов. В качестве рабочей среды применяли древесный уголь, модифицированный мочевиной. Оснасткой служили контейнеры с возможностью герметизации крышки с помощью жидкого стекла;

2. Извлечение образцов из контейнеров и перенос в камерную печь для догрева под закалку при температурах 1060 °С, 1080 °С, 1100 °С и 1130 °С.

3. Закалка с охлаждением в разогретом масле (40—50 °С) и последующим охлаждением в жидком азоте.

4. Отпуск при температуре 200 °С.

В результате обработки было получено распределение микротвёрдости при котором в сердцевине материала при закалке с температур 1060—1100 °С данный показатель оказался не менее 7200 МПа (около 59 HRC), а при закалке с температуры 1130 °С — 8000 МПа (62 HRC) (рис. 1). Полученные показатели удовлетворяют требованиям к термической обработке инструмента для холодной объёмной штамповки [8], согласно которым объёмная твёрдость материала инструмента должна составлять 58—62 HRC. Микротвёрдость упроченного слоя составила не менее 8800 МПа. Структура всех упрочнённых слоёв отличалась тем, что наряду с крупными первичными карбидами, в поверхностном слое выявлено присутствие большого количества мелких карбонитридов, достаточно равномерно распределённых в металлической матрице по глубине слоя, выявленной микроиндентированием (рис. 2). Подобная морфология получена после финишного азотирования высокохромистой инструментальной стали X153CrMoV12 проведённого в течении 0,5 часа [11]. Увеличение длительности азотирования до 1—3 часов, с целью повышения глубины упрочнения до 0,1 мм показало, что наряду с мелкодисперсными карбонитридами в подповерхностном слое образуется сплошная нитридная сетка, располагающаяся по границам зёрен. Одновременно с этим на поверхности металла возникает сплошная прослойка, состоящая из хрупких нитридов. Отмеченные признаки, полученные при проведении азотирования в качестве финишной операции, не позволяют увеличить глубину упрочнения свыше 0,1 мм без опасности хрупкого скола модифицированного слоя. В нашем случае, изменение последовательности процессов химико-термической обработки и закалки за счёт перекристаллизации металлической матрицы на стадии нагрева под закалку обеспечило получение более равномерной структуры слоя без признаков нитридной сетки на всей глубине слоя повышенной микротвёрдости.

Испытания образцов из стали X12M при действии контактного напряжения 1300 МПа, показали, что по мере возрастания температуры закалки увеличивается износоустойчивость сплава. Она достигла максимальных показателей при закалке образцов с температур 1100 °С и 1130 °С (рис. 3). Закономерности изнашивания аналогичны кривым, отражающим процесс изнашивания стали Р6М5, также упрочнённой посредством низкотемпературной нитроцементации, но в качестве финишной обработки [12]. Механизм контактного изнашивания образцов из стали X12M включал в

себя все выявленные ранее для стали Р5М5, упрочнённой низкотемпературной нитроцементацией, стадии. На начальном этапе в окрестности полосы контакта формировалась структура с более равномерным распределением карбидных включений, чем в сердцевине образца (рис. 4, а).



Рис. 1. Распределение микротвёрдости H_{200} по сечению образцов стали Х12М упрочнение которых проводили в течение 90 часов перед закалкой с различных температур. Температура закалки: 1 — 1060 °C; 2 — 1080 °C; 3 — 1100 °C; 4 — 1130 °C

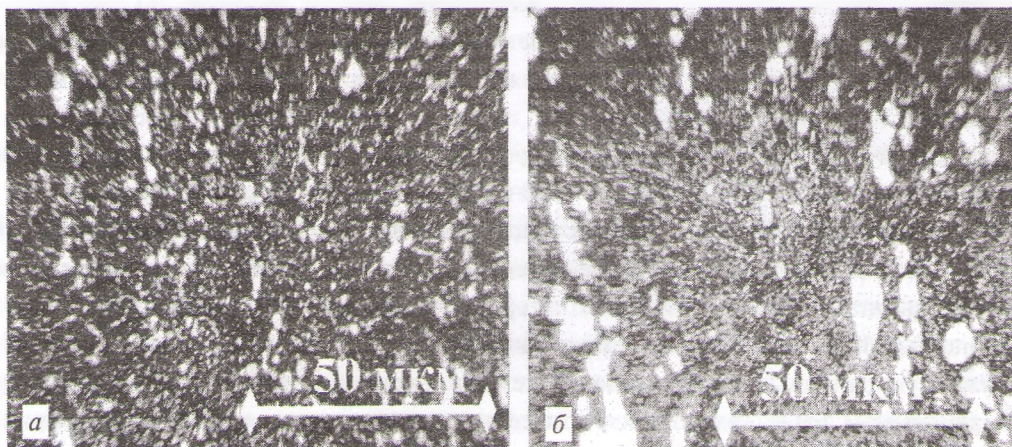


Рис. 2. Микроструктура диффузионных слоёв сталей Х12МФ (а) и Х12М (б), полученных посредством нитроцементации (560 °C, 90 ч), закалки (1130 °C) и отпуска (200 °C)

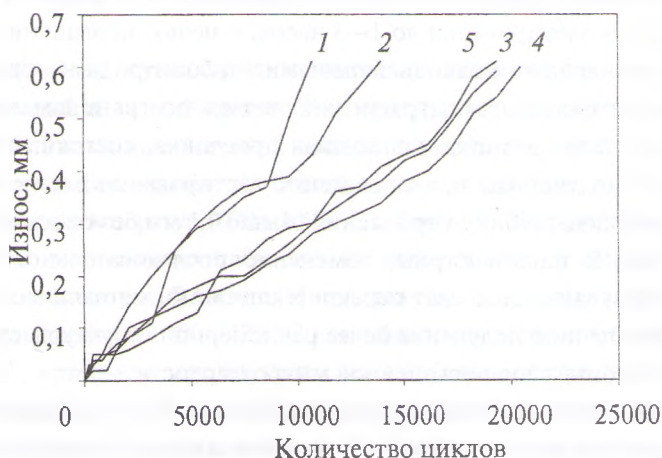


Рис. 3. Закономерности контактного изнашивания образцов из стали Х12М (Х12МФ) упрочнённых посредством низкотемпературной нитроцементации и закалкой с различных температур при амплитуде контактной нагрузки 1300 МПа. Температура закалки стали Х12М: 1 — 1060 °C; 2 — 1080 °C; 3 — 1100 °C; 4 — 1130 °C; температура закалки стали Х12МФ: 5 — 1130 °C

Отдельные крупные частицы разрушаясь, разделялись на более мелкие фрагменты, а промежутки между ними заполнялись твёрдым раствором. При испытании выявлены особенности структурных изменений присущие только высокохромистой стали. Они заключались в том, что крупные карбидные включения, заключённые в оболочку из карбонитридной плослойки [11], под действием контактной нагрузки на поверхность материала, деформировались и разрушались неравномерно. Внешняя карбонитридная оболочка включения (рис. 4, б), проявляла большую вязкость, чем центральная — карбидная часть. Вязкость оболочки оказалась близкой к вязкости твёрдого раствора. При этом разрушение центральной части — карбидного включения, не сопровождалось разделением его внешней оболочки, которая деформируясь, фиксировала фрагменты карбидных осколков и не позволяла зародившимся в сердцевине карбида трещинам распространиться в материал твёрдого раствора. Подобное поведение внешней оболочки включения служит дополнительным резервом вязкости всего композиционного материала, что позволяет рассчитывать на его целостность в условиях действия пульсирующих контактных нагрузок.

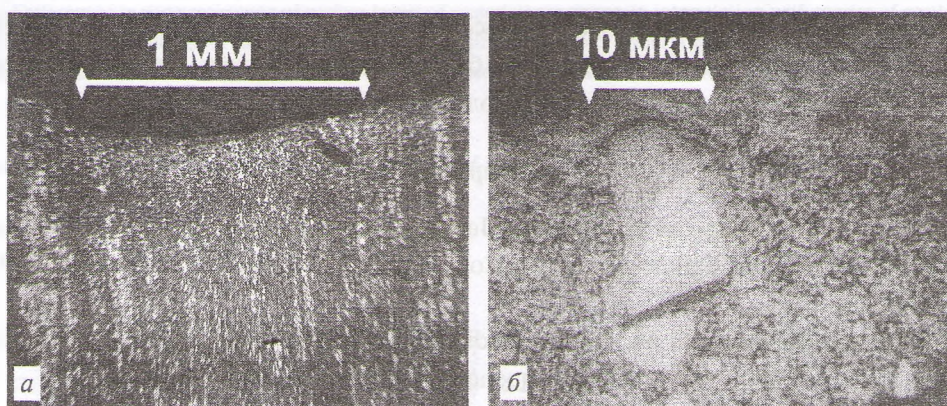


Рис. 4. Структура образцов из стали X12M, закалённых с температуры 1100 °С после 200 циклов нагружения контактным напряжением 1300 МПа. а — лунка износа; б — карбонитридное включение

Повышение вязкости, а значит и пластичности отдельных объёмов включений, и приближение их свойств к свойствам металлической матрицы позволяет получить равномерное по скорости изнашивание, соизмеримое со сталью Р6М5, упрочнённой низкотемпературной нитроцементацией.

Приведённая на рис. 3 кривая 5, отражающая интенсивность контактного изнашивания стали X12MФ, упрочнённой аналогично стали X12M и закалённой с температуры 1130 °С, показывает, что применение данного сплава в наряду с распространённой сталью X12M позволит получить аналогичные эксплуатационные характеристики штампового инструмента, в первую очередь со сложнопрофильной рабочей поверхностью, которая в процессе работы за счёт равномерного изнашивания будет сохранять близкий к первоначальному профиль гравюры и в течении 20 тысяч циклов работы обеспечивать получение годных по размерам поковок

Выводы. 1. Модернизация традиционного режима термохимической обработки инструментальных сталей, заключающаяся в проведении низкотемпературной нитроцементации на предварительном этапе с последующей закалкой и низкотемпературным отпуском, позволила сформировать заданное распределение микротвёрдости по сечению модифицированного слоя. Микротвёрдость сердцевины металла в зависимости от температуры закалки составила 7200—8000 МПа, что обеспечило высокую жёсткость основы для упрочнённого слоя глубиной до 0,4 мм и микротвёрдостью на поверхности 8800—9300 МПа.

2. В поверхностном слое высокохромистых сталей X12M и X12MФ за счёт имплантации преимущественно азота произошло легирование твёрдого раствора и первичных карбидных включений. Обнаружено, что в процессе нагружения поверхности металла пульсирующим контактным

напряжением материал включений адаптировался к микродеформации металлической матрицы за счёт формирования внешней, легированной азотом оболочки. В результате формирования этой оболочки, вязкость которой оказалась близкой к вязкости твердого раствора, внутренние объёмы крупных включений сохраняли свои геометрические очертания даже при растрескивании на отдельные фрагменты. Образующиеся микротрещины не распространялись за пределы карбидного включения. Их энергия гасилась микродеформацией карбонитродной оболочки, предохраняя поверхностный слой материала от преждевременного разрушения трещинами контактной усталости.

3. Показано, что изменение режимов термохимической обработки стали X12M влияет на закономерности контактного изнашивания. Изнашивание происходит путём равномерного отделения с контактной поверхности небольших по толщине наклёпанных слоёв металла. Минимальная скорость изнашивания достигается при закалке предварительно упрочнённых образцов с температур 1100 °С и 1130 °С. Их износостойчивость соизмерима с образцами из стали X12МФ, подвергнутых идентичной термохимической обработке и закалке с температуры 1130 °С, а также стали Р6М5, упрочнённой посредством низкотемпературной нитроцементацией в качестве финишной операции. Отмеченный результат позволяет рассматривать полутеплостойкие штамповые стали X12M и X12МФ в качестве равноценной замены быстрорежущим сплавам при изготовлении высоконагруженного штампового инструмента для холодной объёмной штамповки.

Литература

1. Lavender A., Curt A., Sung-Tae H., Smith T., Johnson R., and Lahrman D. The Effect of Laser Shock Peening on the Life and Failure Mode of a Cold Pilger Die // *Material Processing Technology*. — 2008 (204), 486—491
2. Beheshti Ali and Khonsari M. M. On the Prediction of Fatigue Crack Initiation in Rolling/Sliding Contacts with Provision for Loading Sequence Effect // *Tribology International*. — 2011 (44), 1620—1628
3. Kang J. H. Mechanisms of Microstructural Damage during Rolling Contact Fatigue of Bearing Steels: diss. doc. of Phil. — Cambridge, 2013. Mode of access: <https://www.repository.cam.ac.uk/handle/1810/245255>. — Date of access: 31.07.2017.
4. Руденко С. П., Валько А. Л. Сопротивление контактной усталости цементованных зубчатых колес из хромоникелевых сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. — 2017, № 1(739), 58—62
5. Рыжов Н. М. Технологическое обеспечение сопротивления контактной усталости цементуемых зубчатых колес из теплостойких сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. — 2010, № 7, 39—45
6. Устройство для испытания материалов на контактную усталость и износ: полезная модель Респ. Беларусь № 7093 U: МПК (2009) G 01N 3/00 — дата публ.: 28.02.2011. / И. Н. Степанкин, В. М. Кенько, И. А. Панкратов
7. Р 50-54-30-87. Расчеты и испытания на прочность. Методы испытаний на контактную усталость
8. Позняк Л. А., Скрынченко Ю. М., Тишаев С. И. Штамповые стали. — М.: Металлургия. — 1980
9. Способ термической обработки высокохромистой инструментальной стали на вторичную твердость: пат. РФ RU2200201: МПК7 C21D9/22, C23C8/24 — дата публ.: 10.03.2003. / Г. А. Околович, А. Т. Евтушенко, С. А. Охрименко, А. С. Семенчина
10. Степанкин И. Н. Учет закономерностей контактного изнашивания поверхностного слоя штампового инструмента с целью повышения его стойкости // *Трение и износ*. — 2017 (38), № 3, 185—192

11. Янушкевич Б., Воловец Э., Куля П. Роль карбидов в образовании поверхностного слоя стали X153CrMoV12 при азотировании в атмосферах низкого давления (вакуумном азотировании) // *Металловедение и термическая обработка металлов*. — 2015, № 1(215), 31—34
12. Степанкин И. Н. К вопросу влияния поверхностного модифицирования на эксплуатационные характеристики стали Р6М5 // *Упрочняющие технологии и покрытия*. — 2015, № 9, 20—28

Поступила в редакцию 23.01.18.

После доработки 06.11.18.

Принята к публикации 12.11.18.

Stepankin I. N., Pazdniakou E. P., and Kuis D. V. **Contact Wear of Semi-Heatproof Tool Steels X12M И X12MΦ with Modified Surface Layer.**

The paper presents the results of contact wear studies of surface layers of X12M and X12MΦ steels under the action of pulsating contact stresses. Differences in wear resistance of surface layers of materials are shown in interrelation with modes of synthesis of their structure and properties. The features of the evolution of the structure of modified layers strengthened by nitrocarburization are revealed. The modes of thermo-chemical treatment for achieving maximum resistance to the action of pulsating contact stresses are determined.

Keywords: contact wear, surface-hardened layer, tool die steel X12M and X12MΦ.